Nr 9. Warszawa, 7 września 1926 r. Rok IV.

TECHNIKA CIEPLNA

ORGAN STOWARZYSZEŃ DOZORU KOTŁÓW W POLSCE.

Redaktor: Inż. techn. **JAN KOMARNICKI.**

Wydawca: **Stowarzyszenia Dozoru Kotłów w Polsce.**

TREŚĆ: *I. Gruszczyński,* inż. Przywóz zagranicznych kotłów parowych i silników. PRZEGLĄD KSIĄŻEK: Wykłady z zakresu kotłów parowych (inż. *I. Dąbrowski*). — Prof. *I. Feszczenko-Czopiwski.* Jaką powinna być obróbka termiczna blach kotłowych? BIBLJOGRAFJA.

SOMMAIRE: *I. Gruszczyński,* ing. L'import des chaudières et des moteurs. — NOUVEAUX LIVRES: Referats concernants les chaudières à vapeur (ing. *I. Dąbrowski.* — Prof. *I. Feszczenko-Czopiwski.* Du traitement thermique des tôles des chaudières. — BIBLIOGRAPHIE.

IGNACY GRUSZCZYŃSKI, Inżynier

PRZYWÓZ ZAGRANICZNYCH KOTŁÓW PAROWYCH i SILNIKÓW.

Z wydawnictwa „Handel Zagraniczny Rzeczypospolitej Polskiej" notujemy szereg liczb, ilustrujących przywóz do Polski kotłów parowych i ich części, w kwintalach (100 kg) za okres czasu od 1922 do 1925 roku:

Rok	1925	1924	1923	1922
Kotły parowe i ich części	22372	20999	13351	19685

Statystyka za okres 1924— 1925 daje możność zróżniczkowania tych pozycyj:

	1925		1924	
	kwint.	tys. zł.	kwint.	tys. zł.
Kotły nierurkowe i bez przegrzewaczy	2624	191	1154	70
Kotły wodnorurkowe	7589	488	8100	451
Przegrzewacze parowe	619	44	925	65
Ekonomizery kompletne	1564	117	2423	103
Ruszty mechaniczne	1346	80	2853	123
Części aparatów i kotłów oddzielnie niewymienione	8630	717	5534	501
Razem	22372	1637	20999	1313

Wobec tego, że fabryki budowy kotłów mogą całkowicie pokryć zapotrzebowanie kraju i zaspokoić najdalej idące wymagania odbiorców, przywóz ten tłomaczy się warunkami kredytowemi, jakich nasze zakłady nie są w stanie udzielić. Pozatem rozwijać się zaczyna szkodliwa z gospodarczego punktu widzenia kraju budowa, a raczej montowanie kotłów, z części, sprowadzonych z zagranicy, które mogą być wytwarzane w kraju. Niskie cło na części kotłowe, obniżone w swej wartości do połowy wskutek spadku złotego, umożliwia tego rodzaju fabrykację. Zainteresowane fabryki powinny przedsięwziąć starania u władz, by te wyzyskały w pełni istniejące zakazy przywozu, względnie ograniczyły kontyngenty przywozowe, gdyż kotły parowe i ich części clone wg. poz. 152 taryfy celnej, znajdują się na liście towarów, objętych zakazem przywozu. Następnym środkiem zatamowania przywozu byłaby waloryzacja ceł, o które sfery przemysłowe powinny zabiegać.

Poważnie przedstawia się przywóz maszyn parowych, lokomobil, turbin parowych oraz traktorów, jak to ilustruje załączona poniżej tabelka.

	1925		1924	
	kwint.	tys. zł.	kwint.	tys. zł.
Maszyny parowe	1474	233	4520	548
Lokomobile par. stałe	5823	827	7701	1197
„ „ przewoźne	1487	250	3925	624
Turbiny parowe	4877	1195	3880	708
Traktory parowe	3416	450	1200	193

Podkreślamy tutaj wysoki w 1925 roku przywóz lokomobil parowych różnych typów i mocy o wartości zł. 1077000, który zmniejszył się w porównaniu do roku 1924 z kwoty zł. 1821000 dzięki skasowaniu ulg celnych w drugiej połowie roku ubiegłego na skutek wojny celnej z Niemcami oraz dzięki spadkowi naszej waluty.

Ogólna ilość lokomobil typu przemysłowego, sprowadzonych z zagranicy w 1924 r., wyniosła 80 sztuk o mocy ogólnej ok. 6.000 *KM*, obliczonej na podstawie wydanych przez Ministerstwo Przemysłu i Handlu zaświadczeń, uprawniających do ulg celnych.

Wysoki przywóz lokomobil przemysłowych potwierdza tezę, że produkcja lokomobil o mocy od 30 do 120 *KM* w kraju, ze względu na znaczne zapotrzebowanie rynku, ma duże widoki powodzenia, o ile skoncentruje się na jednym typie i na kilku wielkościach i nie zostanie rozproszkowana przez przystąpienie do ich budowy kilku wytwórni jednocześnie, uniemożliwiając masową fabrykację, a więc i przystępną cenę. Budowa lokomobil powinna być podjęta celem dodatkowego zatrudnienia zakładów przemysłowych, budujących kotły parowe, w drodze wzajemnego porozumienia się i uzgodnienia programów fabrykacyjnych.

Dla całości obrazu przytaczamy liczby, ilustrujące przywóz silników spalinowych oraz traktorów, podkreślając znaczny wzrost przywozu traktorów w 1925 r. świadczący o znacznem ich zapotrzebowaniu, co należałoby wyzyskać przez podjęcie tego dzialu wytwórczości. Przywóz silników spalinowych, wysokoprężnych (Diesela) w r. 1925 w porównaniu do r. 1924 zmiejszył się ze zł. 2.268.000 na zł. 1.500.000. Tłómaczy się to wzmaganiem produkcji tych silników w wytwórniach krajowych, jak: Sp. Akc. Budowy Silników Spalinowych syst. prof. Ebermana, Sp. Akc. „Ursus" oraz Stocznia Gdańska.

	1925		1924	
	kwint.	tys. zł.	kwint.	tys. zł.
Silniki spalinowe wysokoprężne (Diesela)	7625	1500	11695	2368
Silniki spalinowe wysokoprężne—inne	7717	1507	2930	592
Lokomobile spalinowe stałe	1005	152	671	111
Lokomobile spalinowe przewoźne	—	—	429	68
Traktory spalinowe	2713	725	680	151

Niepokojącym objawem jest przywóz silników spalinowych (poza Dieslami), wynoszący w r. 1925 zł. 1.507.000. Wysoki przywóz spowodowany został niedostateczną ochroną celną, uszczuploną wskutek spadku naszej waluty, warunków kredytowych i t. p. Przyczyny te powinny być przez zainteresowane zakłady gruntownie zbadane, by przedsięwziąć odpowiednie środki zaradcze, gdyż ta gałęź przemysłu, jako eksportowa, przeżywa kryzys ze względu na skurczenie się własnego rynku. Dane statystyczne, zbierane przez urzędy celne, mogłyby oddać duże korzyści przemysłowi, gdyby więcej były sprecyzowane i zróżniczkowane. Sprawa ta może być jednak pomyślnie rozwiązana dopiero po wydaniu nowej taryfy celnej, nad którą prace już rozpoczęto.

Autor porusza nadzwyczaj ważną sprawę podniesienia wytwórczości naszego przetwórczego przemysłu metalowego, a główną przyczynę sprowadzania z zagranicy wielkiej liczby urządzeń silnikowych upatruje w warunkach kredytowych, jakie daje zagranica, oraz w nieodpowiedniej ochronie celnej. Z licznych głosów, które nas dochodzą, jest jeszcze jedna przyczyna, bodaj czy nie najważniejsza, mianowicie niewłaściwe traktowanie odbiorców przez niektóre wytwórnie polskie, naprz. na oferty trzeba czekać bardzo długo, często kilkakrotnie o nie prosić: po oddaniu oferty następuje często znaczna podwyżka ceny,—brak dotrzymania terminu dostawy,—zbyt powolne usuwanie wad, które okazały się po uruchomieniu i t. p. Wszystko to zachodzi przeważnie skutkiem niedoceniania przez przemysł polski współpracy inżyniera-mechanika i chęci oszczędzania w wydatkach na takich inżynierów. Przy tej sposobności przypominamy, że maszynowy przemysł niemiecki w latach 1908—1912 zdobywał wielkie dostawy dla Transwaalu w wielkiej mierze dzięki temu, że posiadając odpowiednie siły techniczne, składał oferty w znacznie krótszym czasie, niż przemysł angielski. *(przyp. Red.)*.

PRZEGLĄD KSIĄŻEK.

WYKŁADY Z ZAKRESU KOTŁÓW PAROWYCH
(Str. 134. Tabl. XVI)

Nakładem Stowarzyszenia Dozoru Kotłów w Warszawie ukazała się świeżo w druku książka pod powyższym tytułem, która stanowi zbiór szeregu aktualnych referatów, wygłoszonych na III Kursie, urządzonym przez Wydział Mechaniczny Politechniki Lwowskiej od 16 do 19 marca r. b.

Na treść książki składa się 8 bogato ilustrowanych referatów żywo w danej chwili obchodzących wszystkich techników, mających styczność z kotłami parowemi.

Prof. *St. Anczyc* ze Lwowa w referacie p. t. „O blachach kotłowych" zwięźle i celowo omawia wyrób blach kotłowych i wady ich stąd pochodzące, budowę mikroskopową materjałów kotłowych i jej znaczenie, wpływ wysokich temperatur na materjały kotłowe, oraz wpływ obróbki stosowanej na zimno w czasie wyrobu i ruchu kotła.

Prof. *I. Feszczenko-Czopiwski* z Krakowa traktuje „O ulepszeniu miejsc spawanych etekrycznie drogą obróbki termicznej". Temat ten należy do najbardziej aktualnych w chwili obecnej, szczególniej w patologji kotłów parowych, gdyż pozwala na szybki remont kotła, oszczędzenie materjału, czasu i robocizny.

Inż. *Tadeusz Gayczak* ze Lwowa w referacie p. t. „Elektryczne spawanie łukowe w zastosowaniu do naprawy i budowy kotłów parowych" dochodzi do wniosku, że „posiadamy już wypróbowane metody spawania, mamy dobre spawalnice i odpowiednie elektrody, posiadamy również praktyczne wyniki, usprawiedliwiające zainteresowanie się tą metodą, która przyśpiesza budowę i naprawę kotłów i czyni ją tańszą, a w pewnych warunkach nawet trwalszą i pewniejszą, tylko brak nam przepisów, normujących stosowanie tej metody i brak wyszkolonych spawaczy".

W referacie p. t. „Teorja działania połączeń nitowych" prof. *Edwin Hauswald* ze Lwowa przedstawia nowy sposób obliczenia połączeń nitowych dla kotłów i t. p., ze względu na doświadczalnie stwierdzoną niezgodność dawnego sposobu z rzeczywistą wytrzymałością połączeń tego rodzaju i dochodzi do wniosku, że możliwe jest silniejsze niż dotąd, obciążenie prawidłowo wykonanych połączeń nitowych, oraz uzasadnia potrzebę wprowadzenia pewnych zmian w przepisach, odnoszących się do obliczania grubości blach, i granicy obciążeń dopuszczalnych samych nitów.

Interesująca techników cieplnych kwestja regeneracji ciepła została w sposób krótki i rzeczowy ujęta w referacie prof. *Tadeusza Fiedlera* ze Lwowa. Zasłużony dla techniki polskiej autor mówi o aktualnych „pompach cieplnych" (sprężarkach oparowych), o regeneracji ciepła w maszynach parowych w zastosowaniu do palenisk i przez podsuszanie paliwa wilgotnego, oraz o ujemnych następstwach wysokich temperatur spalania. W końcu wspomina o doniosłej kwestji „kaloryzacji" części rusztów żeliwnych przez wytworzenie na ich powierzchni cienkiej warstewki glinu (aluminium), zabezpieczającej ruszt od szybkiego zużycia.

Dr. inż. *Tadeusz Niemczynowski* ze Lwowa w referacie swym pod tyt. „Ruch ciepła w kotle" omawia kwestję możliwego zwiększenia wydajności kotła i ustala wytyczne budowy kotłów o wysokiej wydajności według wymagań racjonalnego wyzyskania ruchu ciepła.

Obszerny referat prof *Romana Witkiewicza* ze Lwowa p. t. „Elastyczność kotła a cieplarki (akumulator pary)" porusza bardzo aktualny wśród techników cieplnych całego świata temat, lecz niestety, w literaturze technicznej polskiej mało dotychczas wyzyskany. Temat poruszony przez prof. Witkiewicza przedstawiony jest w sposób rzeczowy i krytyczny i nie wątpię, że znajdzie żywy oddźwięk w umysłach polskich techników, zajmujących się kwestją cieplną, mimo, iż prof. Witkiewiczowi nasuwają się smutne refleksje, „czy przeciętny inżynier ruchu ma czas na pomiary we własnym zakładzie przemysłowym, celem zebrania materjału do projektowania nowych postępowych rozwiązań, np. cieplarki (akumulator pary), — czy wogóle ma czas na zapoznanie się z odnośną literaturą?"

W ostatnim referacie p. t, „Organizacja energetycznej akcji w Polsce" inż. *W. Rosental* z Warszawy omawia kwestję organizacji akcji energetycznej w Polsce i zagranicą i przytacza projekt rozporządzenia Rady Ministrów o utworzeniu Polskiego Komitetu Energetycznego.

W końcu książki znajduje się 15 tablic, zdjęć fotograficznych do artykułu prof. St. Anczyca „O blachach kotłowych" i referatu prof. J. Feszczenko-Czopiwskiego „O ulepszaniu miejsc spawanych elektrycznie drogą obróbki termicznej".

Tematy poruszone w omawianej książce znacznie przekraczają ramy zakreślone jej przez skromny nagłówek p. t. „Wykłady z zakresu kotłów parowych".

Słusznie w przedmowie piszą członkowie komisji organizacyjnej III Kursu pp. Prof. Tadeusz Fiedler i Roman Witkiewicz, że referaty przekraczają znacznie normalny poziom szkolny kursów inżynierskich, a niejednokrotnie mają charakter samodzielnych rozpraw, głęboko ujmujących omawiane zagadnienia.

Książka omawiana zasługuje ze wszech miar na b. szerokie rozpowszechnienie wśród wszystkich techników interesujących się techniką kotłową i cieplną.

Inż. Ignacy Dąbrowski.

J. FESZCZENKO-CZOPIWSKI, Prof. Akad. Górn. w Krakowie

JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH?

por. *„Technika Cieplna"* 1926, str. 97.

§ 27. Blachy kotłowe są wyrabiane z żelaza miękkiego o wytrzymałości około 35 — 40 kg/mm² i wydłużeniu 30 — 27%. Materjał musi być możliwie czysty (§ 2). Skład chemiczny materjału odpowiadającego takim właściwościom mechanicznym byłby następujący: $C = 0{,}10 - 0{,}12\%$; $Si = 0{,}05\%$; $Mn = 0{,}4$ do $0{,}5\%$; $P = 0{,}04\%$; $S = 0{,}04\%$. Zwykle przepisy wspominają prócz tego o konieczności badania materjału blach kotłowych na zginanie po zahartowaniu i na zdolność do kucia bez powstawania szczeliny. Nie wspominają one jednak o żadnej obróbce termicznej i zrzadka jedynie słychać głosy, domagające się wyżarzania materjału kotła już po ukończeniu mechanicznej obróbki tegoż*). Poprzednie jednak dzieje pochodzenia materjału pozostawiają nie dające się zniszczyć ślady, a właściwości mechaniczne jednego i tego samego materjału mogą się silnie zmieniać w zależności od tych termicznych operacyj, których poprzednio na nim dokonano. Tak naprzykład w tablicy 1 przytoczono właściwości mechaniczne materjału blachy kotłowej № 5 w zależności od poprzedniej obróbki termicznej. Porównując dane tej tablicy z danemi następnej tablicy kruchości (patrz tabl. 2) możemy stwierdzić, że granica plastyczności *(Q)* jednego i tego samego materjału waha się od 21,8 do 34,8 kg/mm² (wahanie do 60%) w zależności od jego poprzedniej obróbki termicznej, wytrzymałość *(R)* zmienia się w granicach, od 33,0 do 43, 6 kg/mm² (wahanie do 32%), wydłużenie *(A)* od 17% do 34,8% (wahanie do 100%), przewężanie *(C)* od 65% do 73% (wahanie do 15%), twardość *(H)* od 99 do 149,5% (wahanie do 50%) i odporność na uderzenie *(U)* od 2,5 do 14,6 kgm/cm² (wahanie do 480%) **). Stąd wynika, że zagadnienie o obróbce termicznej biach kotłowych, uży-

TABLICA I

Zmiany właściwości mechanicznych materjału blachy kotłowej № 5 w zależności od poprzedniej obróbki termicznej.

Blacha Nr. 5.

	Obróbka materjału blachy kotłowej				Q	R	A	C	H	U
	Rodzaj próby	1) hartowanie od temperatury 920° w:	2) odpuszczenie w ciągu ½ godziny przy temperaturze							
1	Próby w stanie surowym				23,8	36,2	27,7	65,5	115,5	8,3
2					23,8	36,8	30,0	65,0		
3	Próby po wyżarzeniu w ciągu 2 godz. przy 920° i po powolnem ochłodzeniu razem z piecem				21,8	33,7	34,8	65,4	103,5	6,9
4					24,0	33,0	30,3	65,4		
5	Próby ulepszone przez:	wodzie (+ 18°)	700°	z następującem ochłodzeniem w wodzie (+ 18°)	30,7	43,0	17,7	69,0	130,5	13,3
6			„		30,3	41,7	17,0	69,0		
7			700°	hartow. w wodzie (+ 18°) i ponownie odpuszczone przy 400° z następującem powolnem ochładzaniem w piecu	25,2	38,5	21,5	71,0	111	14,2
8			„		26,6	39,0	20,0	70,0		
9			700°	hartow. w wodzie (+ 18°) i ponownie odpuszczone przy 300° z następującem powolnem ochładzaniem w piecu	22,1	37,5	23,5	70,0	115,5	13,5
10			„		23,0	37,5	23,0	72,5		
11			700°	z następującem ochładzaniem na powietrzu	25,6	37,4	26,2	68,0	126	13,6
12			„		24,9	36,2	23,8	69,0		
13			650°	z następującem chłodz. w piecu	30,4	39,0	28,8	72,7	111	12,4
14			„		30,8	38,8	25,4	72,2		
15			650°	z następującem chłodz. na powietrzu	26,4	39,4	28,4	73,0	130	12,6
16			„		30,8	39,2	28,8	72,2		
17			650°	z następującem chłodz. w wodzie (+ 18°)	30,6	43,6	23,8	70,2	126	12,6
18			„		30,4	43,5	21,2	70,5		
19			650°	ochłodzone w wodzie i ponownie .odpuszczone przy 400° z nastąpującem ochłodzeniem w piecu	26,8	39,1	28,4	71,3	120	13,0
20			„		26,9	39,0	25,0	72,0		
21		oleju (+ 18°)	700°	z następującem ochłodzeniem w piecu	27,2	37,4	34,6	73,0	115,5	12,9
22			„		26,4	37,3	29,2	72,0		
23			700°	ochłodzone w oleju i ponownie odpuszczone przy 400° z następującem ochłodzeniem w piecu	27,4	37,3	29,2	73,0	115,5	14,6
24			„		28,0	37,8	28,8	72,0		

*) Prof. E. Chromiński — O potrzebie wyżarzania ścian kotłów parowych. — *Technika Cieplna* 1925, str. 102 — 103.
**) Porównaj „o badaniach kruchości", § 26,

TABLICA 2.

Zmiany kruchości materjału blachy kotłowej № 5 w zależności od temperatury badania i poprzedniej obróbki termicznej; kgm/cm².

	W stanie surowym	W stanie wyżarzonym w ciągu 2 godz. przy 920° a następnie studzony: powolnie w piecu	na powietrzu	W wodzie (+ 18°)	Rekrystalizowany w ciągu 10 godz. przy 800° następnie powolnie studzony w piecu	24 godz. przy 700° następnie powolnie studzony w piecu
Szybkość stygnięcia w °C/sek.	?	0,04°	0,5°	30°	0,04°	0,038°
H.	115,5	103,5	120	142,5	106,5	103,6
U: — 15	2,3 (z.) / 2,3 („) } 2,3	2,1 (z.) / 2,8 („) } 2,5	3,4 (z.) / 2,9 („) } 3,2	6,4 (z.) / 6,4 („) } 6,4	1,4 (z.) / 2,0 („) } 1,7	4,0 (z.) / 3,8 („) } 3,9
0	6,3 („) / 5,1 („) } 5,7	3,6 („) / 5,0 („) } 4,3	7,3 („) / 7,4 („) } 7,3	7,5 („) / 6,8 („) } 7,1	4,3 („) / 5,4 („) } 4,9	6,9 („) / 7,0 („) } 6,9
+ 18	9,3 (n. z.) / 7,3 (z.) } 8,3	6,6 („) / 7,2 („) } 6,9	9,6 (n. z.) / 8,7 (z.) } 9,2	9,6 („) / 9,7 („) } 9,6	6,2 („) / 8,8 („) } 7,5	12,2 (n. z.) / 8,5 (z.) } 10,4
+100	12,5 (n. z.) / 11,4 („) } 11,9	11,8 (n. z.) / 12,7 („) } 12,2	11,5 (n. z.) / 12,3 („) } 11,9	12,6 (n. z.) / 10,0 („) } 11,3	11,5 (n. z.) / 11,5 („) } 11,5	10,7 (z.) / 14,1 (n. z.) } 12,4
+150	12,1 („) / 11,9 („) } 12,0	13,5 („) / 10,6 („) } 12,0	10,4 („) / 10,2 („) } 10,3	9,6 („) / 11,2 („) } 10,4	10,6 (z.) / (17,2) (n. z.) } 10,6	10,7 (z.) / 10,8 (n. z.) } 10,8
+200	10,4 („) / 10,5 („) } 10,5	10,5 („) / 10,3 („) } 10,4	9,0 („) / 11,9 („) } 10,4	9,3 („) / 9,9 („) } 9,6	10,2 (z.) / 10,6 (z.) } 10,4	10,9 (z.) / 13,1 (n. z.) } 12,0

	Rekrystalizowany w ciągu 50 godz. przy 600°	75 godz. przy 500°	150 godz. przy 420°	Przegrzewany w ciągu 2 godz. przy 1200°	4 godz. przy 1100°	8 godz. przy 1000°
	następnie powolnie studzony w piecu do + 18°.					
Szybkość stygnięcia w °C/sek.	0,035	0,032	0,03	0,04	0,04	0,04
H	106,5	103,5	103,5	99	99	99
U: — 15	5,7 (z.) / 4,2 („) } 4,9	6,3 (z.) / 4,5 („) } 5,4	6,4 (z.) / 5,1 („) } 5,8	1,5 (z.) / 1,3 („) } 1,4	2,7 (z.) / 2,1 („) } 2,4	2,0 (z.) / 3,0 („) } 2,5
0	7,9 („) / ? („) } 7,9	9,3 („) / 9,4 („) } 9,3	4,0 („) / (3,2) („) } 4,0	1,7 („) / 1,6 („) } 1,6	2,4 („) / ? („) } 2,4	2,6 („) / ? („) } 2,6
+ 18	12,7 (n. z.) / 8,6 (z.) } 10,7	10,2 („) / 11,0 (n. z.) } 10,6	15,4 (n. z.) / 15,7 („) } 15,5	2,4 („) / 2,6 („) } 2,5	7,3 („) / 7,2 („) } 7,3	7,9 („) / 7,8 („) } 7,8
+100	11,3 (n. z.) / 12,5 („) } 11,9	11,8 („) / 11,7 („) } 11,8	14,8 („) / 12,9 („) } 13,9	7,5 („) / 7,8 („) } 7,7	13,5 (n. z.) / 9,6 (z.) } 11,5	14,6 (n. z.) / 10,9 (z.) } 12,8
+150	12,1 („) / 10,7 (z.) } 11,4	12,6 („) / 11,6 („) } 12,1	12,7 („) / (10,1) (z.) } 12,7	10,4 („) / 9,6 („) } 10,0	10,6 („) / 11,9 (n. z.) } 11,3	10,6 („) / 14,5 (n. z.) } 12,6
+200	11,8 (n. z.) / 9,8 (z.) } 10,8	9,9 (z.) / 9,8 (z.) } 9,9	10,4 („) / 13,2 (n. z.) } 11,8	10,7 („) / 11,5 (n. z.) } 11,1	10,5 (z.) / 10,4 („) } 10,5	10,7 („) / 10,0 (z.) } 10,4

wanych do przygotowania tak odpowiedzialnych wytworów, jakiemi są kotły parowe, nie jest zagadnieniem, które możnaby lekceważyć.

W § 26 wyjaśniliśmy konieczność badań zmian kruchości materjału w zakresie temperatur od—20° do 200° t. j. przez ustalenie rzeczywistego położenia krzywej zmiany ciągliwości wraz z temperaturą, a w tablicy 2 podajemy zmiany ciągliwości (kruchości) materjału blachy kotłowej № 5 w zależności od temperatury badania i poprzedniej obróbki termicznej. Jeśli otrzymane przy tem dane wprowadzimy na wykresy, to charakter krzywych będzie analogiczny do krzywych przedstawionych na rys. 9.

Porównywując umieszczone w tablicy 2 wyniki i opierając się na wskazaniach § 14-go dochodzimy do wniosku, że nawet przegrzany metal w temperaturach około 100° i nieco wyższych jest dostatecznie ciągliwy i że kruchość materjałów źle obrobionych przypada głównie na temperatury zwyczajne i nieco niższe. Jest to zjawisko tak zwanej kruchości na zimno,

TABLICA 3.

Analiza chemiczna materjału blach kotłowych*).

	C	Si	Mn	P	S
Blacha № 1, żelazo pudlarskie	0,053	0,179	0,124	0,562	0,046
„ № 5, „ zlewne	0,095	0,012	0,430	0,080	0,041
„ № 6, „ „	0,099	0,051	0,485	0,028	0,041
„ № 7, „ „	0,085	0,044	0,409	0,026	0,025
„ № 8, „ „	0,070	0,030	0,530	0,080	0,040
„ № 9, „ „	0,090	0,012	0,590	0,057	0,026

*) Analizy wykonał p. Docent inż. W. Łoskiewicz, Adjunkt Zakładu Metalografji Akademji Górniczej w Krakowie.

TABLICA 4.

Porównawcze wyniki analizy mechanicznej blach kotłowych.

Blacha №	1*)	5**)	6	7***)	8	9
Granica plastyczności kg/mm² (Q) . . .	—	23,8	24,3	25,9	25,7	22,4
Wytrzymałość kg/mm² (R)	25,6	36,5	37,1	31,6	38,7	35,7
Wydłużenie w % (A)	4,8	28,8	32,0	14,0(?)	29,0	27,0
Przewężenie w % (C)	—	65,2	59,0	?	62,0	61,0
Odporność na uderzenia kgm/cm² (U) w stanie surowym przy —15	2,1	2,3	3,2	1,5	2,0	1,9
0	2,3	5,7	9,1	1,8	4,6	7,8
+18	1,8	8,3	11,1	10,1	7,3	11,4
+100	2,3	11,9	12,7	13,8	11,5	10,8
+150	2,6	12,0	10,4	13,1	12,3	12,3
+200	2,6	10,5	9,9	11,9	11,7	11,6
— „ — w stanie wyżarzonym —15	2,1	2,5	2,7	2,6	2,9	2,2
0	2,2	4,3	3,4	5,6	5,1	6,6
+18	2,5	6,9	7,4	10,3	8,1	9,7
+100	3,0	12,2	10,2	14,8	12,7	11,9
+150	3,2	12,0	10,2	15,2	14,0	10,6
+200	3,4	10,4	10,2	14,9	12,3	11,3
— „ — w stanie ulepszonym —15	2,4	11,8	12,6	14,1	16,5	11,4
0	2,5	12,5	13,2	15,4	14,9	11,5
+18	2,5	14,6	14,0	15,1	17,9	11,1
+100	3,5	15,0	14,0	17,0	15,3	11,6
+150	4,2	13,9	14,8	16,5	14,3	11,5
+200	4,3	11,2	13,6	15,6	13,7	12,8

Uwagi: *) Blacha № 1 wyrobu pudlarskiego.
**) Blacha № 5 silnie zanieczyszczona żużlami.
***) Blacha № 7 była silnie popękana a z tego powodu własności mechaniczne określone, znajdują się poniżej ich prawdziwej wielkości.

a zakres tej kruchości nie jest stałym dla danego materjału lecz przesuwa się to wprawo to w lewo w zależności od stanu fizycznego metalu, t. j. głównie od jego poprzedniej obróbki termicznej. Położenie tego zakresu jak to jasnowynika z danych umieszczonych w tablicy 2, zależy głównie: 1) od najwyższej temperatury w której materjał przebywał podczas obróbki termicznej, 2 od czasu przebywania w tej wysokiej temperaturze i 3) od szybkości jego studzenia. Znając przebieg krzywej zmiany kruchości w zależności od temperatury i twardości materjału poddanego przedtem jakiejś nieznanej obróbce termicznej (stan surowy) możemy z wystarczającą dokładnością określić charakter nieznanej obróbki termicznej i szybkość stygnięcia materjału surowego jak to wynika z podanej zależności zmian kruchości od temperatury, zestawionej w tablicy 2. Te dwie najprostsze i najtańsze metody badań mechanicznych: 1) określenie twardości i 2) zmiany ciągliwości w kruchym zakresie niskich temperatur od—20° do +200° mogą i powinny być stosowane w wszelkich wypadkach kontroli materjału blach kotłowych równolegle ze sprawdzaniem ich przez analizę metalograficzną. W spornych

i wątpliwych wypadkach należy szukać dodatkowych danych dla ustalenia ostatecznego wniosku o fizycznym stanie danego materjału w wynikach wszędzie używanych prób na rozerwanie i w analizie chemicznej.

§ 28. Budowa metalu wyraża jego wewnętrzną istotę. Badając budowę danego materjału metalicznego zgóry określamy wiele z jego właściwości. Ponieważ, jak wiadomo, wszelkim zmianom właściwości danego materjału towarzyszą zmiany budowy, tem samem określa się zachowanie się materjału podczas jego służby.

W dalszym ciągu będziemy mieli do czynienia z pewnemi gatunkami blach kotłowych, które w podziale naszym posiadają numery, a wyniki analizy chemicznej i mechanicznej materjału tych blach umieszczono w tablicach 3 i 4. Budowa tych materjałów w stanie zwykłym składa się z dwóch składników metalograficznych: ferrytu—jest to prawie czyste żelazo, ściślej roztwór stały graniczny z 0,05 węgla w α—żelazie i 2) perlitu — jest to eutektoid, zawierający 0,85% węgla i przedstawiający bardzo ścisłą mieszaninę mechaniczną warstewek ferrytu i cementytu (związku chemicznego Fe_3C). Ferryt stanowi główną masę w materjale blach kotłowych i wypełnia zwykle około 90 — 94% całego materjału blachy kotłowej, podczas gdy dla perlitu w stanie normalnym pozostaje tylko 6—10%. W tem sposób budowa materjału zwykłej blachy kotłowej składa się z ziaren ferrytu, pomiędzy któremi wciśnięte są nieznaczne skupienia eutektoidu — perlitu. Taką zwykłą budowę przedstawiają mikrofotografje 36 (pow. 65) i 39 (pow. 360)*.

Mikrofotografje 26, 27, 28 (pow. 60)* przedstawiają budowę materjału blachy Nr. 1. Blacha ta jak i wszystkie następne wzięta jest z do niedawna jeszcze czynnego dość starego kotła parowego. Materjał blachy stanowi żelazo pudlarskie. Rysunek 26 i 27* przedstawiają budowę wzdłuż włókien, a rys. 28*) w poprzek włókien, Widzimy tutaj wielką ilość żużlowych wtrąceń, niektóre z nich dochodzą do znacznych rozmiarów. Jasnem się staje, że mechaniczne właściwości takiego silnie zanieczyszczonego materjału są bardzo niskie (por. tablicę 4).

Mikrofotografje rys. 29* (pow. 60) i rys. 30* (pow. 180) przedstawiają budowę materjału blachy Nr. 5. Budowa ta przypomina bardzo budowę żelaza pudlarskiego, patrz rys. 27 i 28* brak jedynie długich i wielkich wtrąceń żużlowych. Metal ten jest bez wątpienia pochodzenia martenowskiego, jednak źle był przed spustem odtleniony i dlatego znajduje się w nim wielka ilość drobnych kropelek żużlowych, wtłoczonych w większości wypadków bezpośrednio w ziarna ferrytu. W materjale tym spotkać można i większe żużle wyciągnięte w kierunku walcowania. Rys. 31* (pow.60) przedstawia budowę materjału blachy Nr. 7 i tworzy podobny obrazek: jeden większy żużel wyciągnięty w kierunku walcowania. Kierunek walcowania oznacza kierunek warstwowości. W zależności od ilości żużli i od ich rozłożenia w poprzecznym przekroju materjału warstwowość taka może być ścisłą i może zachowywać wyraźną kierunkowość po przez całą grubość blachy, jak to widać na rys. 31, albo w postaci jednej szerokiej lub kilku niezależnych od siebie warstewek (ferrytowych), wypełnionych drobniutkiemi wtrąceniami żużlowemi patrz rys. 32*, pow. 65, materjał blachy Nr. 9. Te kruche wtrącenia żużlowe bywają czasami tak szerokie, że wyłamują się podczas mechanicznej obróbki, stosowanej przy przygotowywaniu szlifu i tworzą przy tem luki (patrz rys. 33*, pow. 65 — materjał blachy Nr. 9). Rozprzestrzenianie się szczeliny wgłąb metalu jest ułatwione wzdłuż takich kruchych wtrąceń żużlowych. Rys. 34* (pow. 65) przedstawia podobny wypadek, w którym pęknięcie, utworzone na wewnętrznej stronie dennicy kotła Garbe rozchodząc się wgłąb metalu drogą okrężną przechodzi na kruchy gruby i długi żużel. W uzupełnieniu przykładów podanych w § 23 należy jeszcze raz podkreślić, że wszelkiego rodzaju pęknięcia, zachodzące w materjale blach kotłowych pod działaniem zewnętrznych sił odkształcających, zjawiają się najłatwiej w silnie zanieczyszczonym przez żużle materjale. Zobrazowanie tego daje rys. 35* (pow. 65), gdzie pęknięcie rozprzestrzenia się od wewnętrznej powierzchni wgłąb metalu poprzez ziarna wypełnione znaczną ilością drobnych wtrąceń żużlowych. Te kruche wtrącenia żużlowe przeciwdziałają odbywaniu się plastycznych poślizgów wskutek tego, że rozkładają się one w różnych miejscach ziaren w kierunkach rozmieszczenia płaszczyzn poślizgu (patrz § 8); pod działaniem więc zewnętrznych sił odkształcających powstaje cały szereg drobnych wśródkrystalicznych pęknięć, które następnie dodając się tworzą już makroskopową rysę. Przedstawiona na tej fotografji rysa została nieco rozszerzona dzięki późniejszemu działaniu korozji.

Miejscowe przegrzania np. przy tłoczeniu dennic pozostawiają głębokie ślady na budowie metalu. Np. mp 36 i 37, pow. 65*) przedstawiają budowę jednego i tego samego kawałka blachy kotłowej (blachy Nr. 9). Rys. 36 przedstawia budowę materjału z niezgniecionej części tego arkusza blachy z którego wytłoczono dennicę kotła Garbe. Jest to budowa drobnoziarnista z pewną ilością perlitu, odpowiadającą analizie chemicznej. Rys. 37*) przedstawia budowę części materjału tego samego arkusza blachy, która została poddana tłoczeniu. Budowa tej części jest gruboziarnistą widocznie rekrystalizowaną a oprócz tego brak tu perlitu; prawdopodobnie przy nagrzewaniu a może i przy miejscowem przegrzewaniu przed tłoczeniem wypalił się węgiel. Drugi kocioł Garbe posiadał materjał również nieco przegrzany, przypuszczenie to oparte jest na jego gruboziarnistości. Jednak tłoczenie odbywało się widocznie przy stosunkowo niskich temperaturach i to na tyle niskich, że w budowie materjału pozostały ślady obróbki mechanicznej na zimno (poniżej temperatur rekrystalizacji) w postaci linji poślizgu. Na rys. 38*) (pow. 65) można w poszczególnych ziarnach ferrytowych rozróżnić wiele takich śladów po odkształceniach w materjale poszczególnych ziaren poślizgowych, a rys. 39*) (pow. 360) przedstawia szczegół jednego z takich ziaren, w którym wskutek odkształceń, odbytych na zimno pozostały cztery ślady.

§ 23. Zlewek żelazny przeznaczony do wyrobu kotłów przechodzi podczas walcowania przez cały szereg złożonych procesów głównie o charakterze fizycznym. Należy przy tem mieć na uwadze dwie okoliczności: 1) że operacje tego rodzaju odbywają się przy stosunkowo wysokich temperaturach (patrz § 5), które jednakże nie powinny być wyższe od określonej granicy, i 2) że zakończenie procesu walcowania wiąże się z pewną temperaturą. Pierwsza okoliczność podyktowana jest niebezpieczeństwem przegrzania, a głównie

*) por. oddzielną planszę.

*) por. osobną planszę

Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO

JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.



Rys. 26.



Rys. 27.



Rys. 28.



Rys. 29.



Rys. 30.



Rys. 31.



Rys. 32.



Rys. 33.



Rys. 34.



Rys. 35.



Rys. 36.



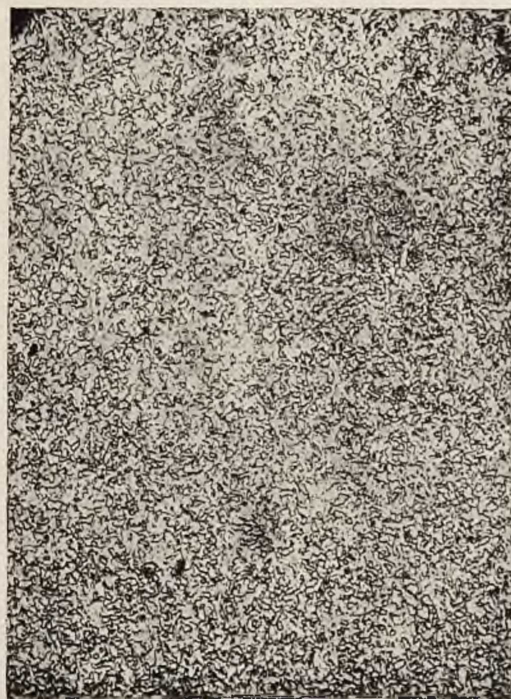
Rys. 37.



Rys. 38.



Rys. 39.



Rys. 41.



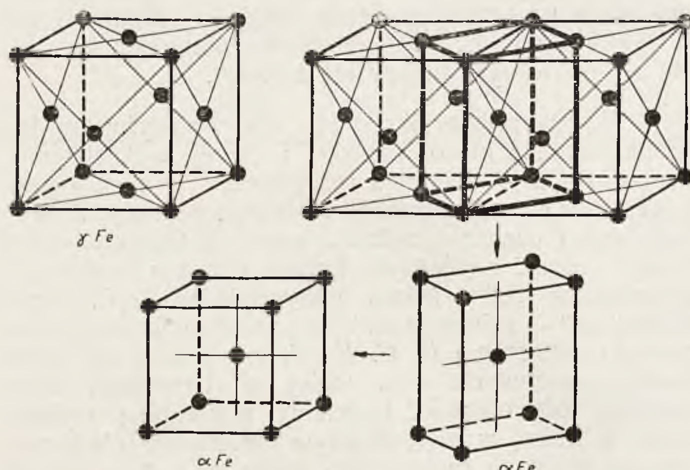
Rys. 42.

niebezpieczeństwem nadmiernego nasycenia materjału blachy przez tlenki, druga umotywowana jest zupełnie specjalną właściwością żelaza i jego stopów z węglem zmieniania w określonej temperaturze układu krystalograficznego a wraz z tem i pewnych właściwości fizycznych. Zjawisko to odznacza się całkowitą zmianą wewnętrznej budowy materjału żelaznego w stanie stałym i nazywa się przemianą allotropową (patrz § 8), a temperatura, przy której to zjawisko się odbywa zwie się temperaturą przemiany allotropowej.

Na wysokość położenia temperatury allotropowej przemiany fazy „γ" — żelaza w fazę „α" — żelaza wpływa zawartość węgla w materjale. Węgiel obniża temperaturę tej przemiany z 906° (dla czystego żelaza) do 721° (dla stopu *Fe—C* o zawartości 0,85% węgla). W ten sposób dla zwyczajnego żelaza kotłowego, które zawiera wzykle 0,1—0,15% węgla przemiana allotropowa „γ" $\rightleftarrows$ „α" odbywa się w temperaturze około 880°±10°. Zjawisko to przebiega z wydzielaniem (przy stygnięciu), lub z pochłanianiem (przy ogrzewaniu) ciepła (utajone ciepło przemiany allotropowej) i towarzyszy mu całkowita zmiana budowy.

Przy ochładzaniu t.j. przy przejściu fazy „γ" w fazę „α" należy tę przemianę budowy rozumieć jako ponowne wykrystalizowywanie w stanie stałym nowej odmiennej fazy stałej „α" — żelaza z twardej fazy „γ" — żelaza. To ponowne wykrystalizowywanie „α" — fazy należy rozumieć w ten sposób: gdy temperatura obniżając się dojdzie do poziomu przemiany allotropowej, wtedy w masie już nie stałego przy tej temperaturze „γ" — żelaza powstaje większa ilość nowych ośrodków krystalizacji (zarodków) nowej fazy „α" — żelaza trwałego przy tej i przy niższych temperaturach. Elementy nowej fazy szybko rozrastają się około tych nowych ośrodków krystalizacji kosztem materjału starej fazy i szybko obejmują całą masę metalu i wypełniają całą jego objętość.

E. C. Bain bardzo trafnie przedstawił mechanizm przemiany allotropowej żelaza „γ" → „α" przy pomocy geometrycznych form przestrzennych, jak to pokazano na rys. 40 *). Przestrzenny charakter tej przemiany polega w tem, że „γ" — żelazo z układu płaskocentrycznego sześciennego, którego elementy posiadają 14 atomów, przechodzi w układ sześcienny, przestrzennie zcentrowany o nieco odmiennym od poprzedniego parametrze i zawierający 9 atomów w sześcianie elementarnym. Zachodzi przytem pewnego rodzaju „zagęszczenie" atomów, związane z nieznacznem przegrupowaniem atomów spowodowanem przejściem budowy z bardziej obszernej siatki przestrzennej „γ" — żelaza w bardziej sztywną siatkę przestrzenną „α" — żelaza.



Rys. 40.

Mechaniczna obróbka na gorąco (walcowanie) rozbija kryształy na coraz to większą ilość krystalicznych ułamków (krystalitów). Powinna być ona jednak zakończoną w temperaturze bardzo bliskiej do temperatury przemiany allotropowej. Jeśli zakończenie walcowania odbywa się w temperaturach znacznie wyższych od temperatury przemiany allotropowej, to sprzyja to powstawaniu gruboziarnistego agregatu. Zakończenie walcowania przy temperaturze niższej od temperatury przemiany allotropowej pozostawia w materjale zjawiska zgniotu i związane z nim powstawanie wewnętrznych naprężeń w ziarnach metalicznych i skłonność ich do następnej rekrystalizacji (patrz § 9 i 10). Oba te krańcowe zjawiska źle oddziaływują na właściwości mechaniczne gotowego wyrobu i z tego powodu są one niepożądane. Zakończenie walcowania ściśle w temperaturze przemiany allotropowej nie pozostawia zupełnie czasu dla tworzenia się gruboziarnistości, a normalnie odbywająca się przemiana allotropowa pozwala na powstawanie większej liczby nienaprężonych ziaren nowej fazy, stałej przy niskich temperaturach z większej ilości ułamków kryształów, na jakie materjał został rozbity podczas obróbki mechanicznej na gorąco.

Należy przytem podkreślić, że jakiekolwiek byłyby warunki poprzedniej obróbki termicznej (np. przegrzanie, byleby nie związane z nadmierne mpocnłonięciem tlenu!) lub mechanicznej (nawet wielkie stopnie zgniotu!), to podobne ogrzewanie danego materjału do temperatury nieco wyższej od temperatury przemiany allotropowej przywraca materjałowi jego pierwotny, nienaprężony i zrównoważony stan, a zarazem i drobnoziarnistość. Taki proces obróbki termicznej, związany z przeprowadzeniem materjału w stan roztworu stałego „γ" i z następnem przekrystalizoniem, nazywa się wyżarzaniem, w praktyce, często wskutek konieczności technologicznych, idzie za niem powolne ochładzanie niejednokrotnie wraz z ochładzającym się piecem. Tego rodzaju proces wyżarzania zawsze doprowadza do pewnych nowych wyników zależnych od:

1) *wysokości ogrzania*: ogrzanie powinno być jedynie niewiele wyższe od temperatury przemian allotropowych. Praktycznie w tych wypadkach bierze się 20—30° wyżej temperatury przemian allotropowych. W wypadku przeciwnym w temperaturach nieco wyższych znowu spotykamy się ze zjawiskiem szybkiego wzrostu ziaren, t. j. ze zjawiskiem przegrzania. W praktyce budowa tego rodzaju dla stali miękkich i półmiękkich nosi nazwę budowy *Widmanstätten'a*.

2) *od czasu wytrzymania w temperaturze wyżarzania*, ponieważ krótkie wytrzymanie doprowadza do niepełnego ujednorodnienia roztworu stałego węgla w „γ" — żelazie, a długie ogrzewanie w temperaturze wyżarzania powoduje nadmierne rozrastanie się kryształów „γ" — żelaza, co wywołuje skutki podobne do przegrzania.

*) Parametr „γ" — żelaza = 3,592 Å, a „α" — żelaza = 2,86 Å. Atomy na chemaile *E. C. Baina* dla ułatwienia zrozumienia mechanizmu przemiany są silnie zmniejszone; porównaj z rysunkiem 5.

3) *od szybkości ogrzewania* i 4) *od szybkości ochładzania.* Szybkie ogrzewanie doprowadza do nierównomiernego ogrzania poszczególnych części masy przedmiotu metalicznego i do związanego z tem nierównomiernego rozszerzania się środka i obwodu. Maksymum rozszerzania odpowiada początkowi przemiany allotropowej, następnie podczas dalszego biegu przemiany allotropowej zachodzi znaczne kurczenie (do 0,1% poprzedniej objętości) i następne ponowne rozszerzanie. Znakomity uczony francuski *H. Le Chatelier* łączy te zjawiska rozszerzania i kurczenia z procesem przejścia twardej fazy „α“ — żelaza w roztwór stały „γ“ — żelaza (przy ogrzewaniu!) w sposób następujący: Gdy tylko osiągniemy punkt A_1, t. j. w chwili, gdy eutektoid zacznie przechodzić w roztwór stały, następuje kurczenie około 0,1%. Jeśli zahartujemy próbkę w chwili rozpoczęcia kurczenia, to cała masa stalowego materjału znajdować się będzie w postaci perlit + ferryt; zahartowanie w chwili osiągnięcia maksymum zmiany objętości daje troostyt, obok którego znajdują się drobne ilości perlitu i martenzytu. Jeśli zahartujemy próbkę dopiero wtedy, gdy osiągnie ona swą zwykłą objętość, t. j. tą, którą posiadała w początku kurczenia, to otrzymamy czysty martenzyt. Tego rodzaju prawidłowość w zmianach strukturalnych składników daje wskazówki o charakterze praktycznym, a mianowicie: w jakich temperaturach należy przeprowadzać hartowanie w celu otrzymania czystego martenzytu.

Istota obróbki termicznej stopów *Fe — C* polega na tem, że w określonym zakresie temperatur, w warunkach dostatecznie powolnego ochładzania bez przerwy odbywa się przemiana allotropowa „γ“ → „α“; jeśli ochładzanie będzie bardzo szybkie, to ta przemiana allotropowa może nie odbyć się i materjał pozostanie w zwykłych temperaturach w stanie roztworu stałego węgla w „γ“ — żelazie. Taki nienormalny dla zwykłych gatunków stopów *Fe — C* stan niestałej równowagi fizycznej odznacza się pewnemi odmiennemi właściwościami fizycznemi. Zahartowany materjał, w którym istnienie „γ“ — *Fe* zostało w zwykłych temperaturach zatrzymane sztucznie zapomocą gwałtownego ochładzania, dąży do przyjęcia stanu bardziej stałej równowagi. Takim stanem o stałej równowadze w zwykłych temperaturach będzie stan odmiany allotropowej „α“, a zahartowany materjał żelazny („γ“ — *Fe*) znajduje się w stanie naprężonego dążenia do przejścia w bardziej stałą fazę („α“ — *Fe*). Faktycznemu dokonaniu tej przemiany stoi na przeszkodzie mała aktywność ruchów atomowych, ponieważ w zwykłych temperaturach przeciwdziałają swobodzie ruchów atomowych we wnętrzu siatki przestrzennej zanadto wielkie opory sił spójności i atomy żelaza prawie nie są w stanie pokonać tych oporów ze strony międzyatomowych sił przyciągania pomimo swego znacznego i naturalnego dążenia do przejścia w układ „α“. Wyraźnie podkreślamy wyżej użyty termin „prawie nie są w stanie“ a to dla tego, aby zwrócić uwagę czytelnika na istnienie ciągłości i nieprzerwalności takich fizyko-chemicznych procesów. Należy koniecznie rozumieć, że przemiana allotropowa „γ“ → „α“ ma miejsce przy wszelkich warunkach ochładzania i przy wszelkich temperaturach. Jednakże proces ten odbywa się w czasie, a przy niskich temperaturach szybkość tej przemiany jest nadzwyczaj małą. W miarę zwiększania temperatury t. j. w miarę zwiększania ruchliwości atomowej szybkość procesu zwiększa się coraz bardziej.

Jest rzeczą trudną otrzymać zahartowaną stal nawet wysoko węglistą w stanie austenitycznym, czyli w stanie roztworu stałego węgla w „γ“ — żelazie trwałego w zwykłych temperaturach. W zwykłych warunkach hartowania otrzymujemy stal w stanie mieszanym t. j. austenit + martenzyt, to znaczy, że allotropowa przemiana „γ“ → „α“ w większej części masy metalu już się odbyła nawet przy wielkiej szybkości ochładzania, t. j. w warunkach energicznego hartowania i jedynie stosunkowo niewielka część zahartowanej masy składa się z jeszcze nierozłożonego austenitu obok tak zwanego „świeżo hartowanego martenzytu“. Przemiana austenit → martenzyt przy niskich temperaturach jest bardzo powolną. Świeżo hartowany martenzyt jest to faza przejściowa, znajdująca się w hartowanych stalach obok austenitu i składająca się z najdrobniejszych ziaren „α“ — żelaza (ferrytu) o wymiarach około 50—100 atomowych średnic. W ziarnach świeżo hartowanego martenzytu węgiel jest utrzymany w stanie rozproszenia atomowego: jest to roztwór pseudo-stały (*E. C. Bain, Z. Jeffries, R. Archer*). Węgiel dąży do tego, by wydzielić się w postaci Fe_3C tak z austenitu, jak i ze świeżo hartowanego martenzytu. To ostatnie dążenie jest podstawą procesów hartowania i odpuszczania. Z tego powodu już przy zwykłych temperaturach nie tylko z austenitu, lecz i ze świeżo hartowanego martenzytu zaczynają się wydzielać drobniutkie kryształki węglika żelaza (Fe_3C, cementytu), jednakże w coraz powolniejszem tempie z powodu utrudnionego przebiegu różnego rodzaju przegrupowań atomów przy niskich temperaturach. Ogólna przytem ilość kryształów „α“ — żelaza zwiększa się. W zwykłym martenzycie część węgla występuje już w postaci Fe_3C i jest rozsypaną w masie „α“ — żelaza jako drobne kryształki nadkrytycznej wielkości. Jednak w temperaturach bliskich do temperatury przemian allotropowych najdrobniejsze cząsteczki Fe_3C mogą wydzielić się jednocześnie i niezależnie od biegu samej przemiany o ile tylko wystarczy czasu na przemieszczenie węgla i skupienie go w cząsteczki Fe_3C. W ten sposób pomijając tworzenie się martenzytu tworzy się troostyt.

Stąd wypływa określenie dla troostytu: są to: drobnoziarniste nieco większe i lepiej wykształcone kryształki „α“ — żelaza z rozsypanemi w nich kryształkami Fe_3C nadkrytycznej wielkości. Wtedy z analogji sorbit oznaczać będzie to samo co troostyt i martenzyt, różnić się jednak będzie dalszym wzrostem kryształków „α“ — żelaza i kryształków Fe_3C. Kryształki „α“ — żelaza w sorbicie posiadają według obrazowego oznaczenia *E. C. Bain'a* nie więcej niż 1000 średnic atomowych, t. j. mniej niż 10^{-5} mm. Pod perlitem tedy rozumieć będziemy mieszaninę (eutektoid), w której w najściślejszym sąsiedztwie obok cząsteczek roztworu granicznego węgla w „α“ — żelazie (ferrytu) znajdują się cząsteczki cementytu Fe_3C w stanie zupełnej równowagi. Jest to składnik charakteryzujący swą obecnością stan wyżarzony z następnem powolnem stygnięciem.

Austenit jest miękkim składnikiem, również i świeżo hartowany martenzyt jest dość miękki. Największą twardość wykazuje zwyczajny martenzyt w tak zwanem stadjum krytycznego rozproszenia węgla w bar-

TABLICA 5.

Zmiany kruchości ulepszonego materjału blachy kotłowej w zależności od temperatury badania i stopnia poprzedniego ulepszenia; kgm/cm²

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+18°), następnie odpuszczony w ciągu 30 min przy					
	700°	650°	600°	550°	500°	400°
	i powolnie studzony w piecu					
H	103,5	111	120	126	126	130,5
U;						
— 15	10,0 n. z. 9,0 z.] 9,5	10,6 z. 11,4 n. z.] 11,0	11,0 n. z. 10,2 „] 10,6	9,9 z. 12,3 n. z.] 11,1	7,2 z. 7,6 „] 7,4	7,3 z. 7,1 „] 7,2
0	9,7 z. 10,2 n. z.] 9,9	13,0 „ 11,7 „] 12,3	11,2 „ 11,2 „] 11,2	14,9 „ 11,0 „] 13,0	7,8 „ 8,0 „] 7,9	7,7 „ 7,4 „] 7,6
+ 18	12,5 „ 10,9 „] 11,7	12,2 „ 12,5 „] 12,4	11,0 „ 12,6 „] 11,8	10,9 „ 13,8 „] 12,4	12,2 n. z. 8,8 z.] 10,5	10,6 „ 8,4 „] 9,5
+ 100	11,2 „ 12,5 „] 11,9	12,7 z. (10,6) „] 12,7	11,2 „ 13,0 „] 12,1	(10,4) z. 13,2 n. z.] 13,2	11,8 n. z. 11,9 „] 11,9	12,3 n. z. 11,9 „] 12,1
+ 150	12,0 „ 11,5 „] 11,7	13,9 n. z. 13,4 „] 13,6	11,2 „ 13,0 „] 12,1	12,8 „ 11,0 „] 11,9	12,3 „ 9,6 z.] 11,0	12,5 „ 9,9 z.] 11,2
+ 200	12,3 „ 12,2 „] 12,2	12,7 „ 12,0 „] 12,3	13,7 „ 11,2 „] 12,4	9,5 „ 9,5 z.] 9,5	9,8 „ 10,7 n. z.] 10.3	12,6 n. z. 8,5 z.] 10,5

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+18°), następnie odpuszczony w ciągu 30 min przy					
	700°	650°	600°	500°	400°	700°
	i szybko ochłodzony [hartowany w wodzie (+18°)]					ochłodzony na powietrzu
H	130,5	126	142,5	136	130,5	126
U:						
— 15	11,2 n. z. 11,3 „] 11,2	10,0 n. z. 10,6 „] 10,3	10,4 z. 12,3 n. z.] 11,3	11,1 n. z. 10,8 „] 10,9	8,7 z. 10,6 „] 9,7	10,5 n. z. ? „] 10,5
0	13,0 „ 12,9 „] 13,0	11,4 „ 13,4 „] 12,4	11,6 „ 12,7 „] 12,6	11,3 „ 10,4 „] 10,9	10,0 „ 12,4 n. z.] 11,2	12,7 „ (8,3) z.] 12,7
+ 18	14,4 „ 12,2 „] 13,3	12,7 „ 12,5 „] 12,6	11,9 „ 13,2 „] 12,5	11,5 „ ? „] 11,5	11,0 „ 11,9 „] 11,5	14,4 n. z. 13,6 „] 14,0
+ 100	14,7 „ 13,5 „] 14,1	12,2 „ 13,0 „] 12,6	11,7 „ (10,3) z.] 11,7	12,0 „ 10,8 „] 11,4	(9,2) z. 11,5 n. z.] 11,5	15,5 „ 12,5 „] 14,0
+ 150	(12,6) „ 13,8 „] 13,8	12,5 „ 11,3 „] 11,9	13,1 n. z. 12,4 „] 12,7	9,9 z. 12,0 n. z.] 11,0	10,8 „ 11,4 „] 11,1	10,6 „ 16,7 „] 13,7
+ 200	14,9 „ 15,8 „] 15,3	11,5 „ 10,8 z.] 11,2	12,7 „ 11,6 „] 12,2	10,8 „ 10,3 z.] 10,6	10,9 „ 9,4 z.] 10,2	14,8 „ 11,7 „] 13,2

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+ 18°)								Hartowany od t-ry 920° we wrzącej wodzie (+ 100°)			
	następnie odpuszczony w ciągu 30 minut przy											
	650°		700°		700°		650°		700°		700°	
	szybko ochłodzony na powietrzu		szybko ochłodzony w wodzie (+18°) i powtórnie odpuszczony w ciągu 30 min. przy t-rze						powolnie ochłodzony w piecu		szybko ochłodzony w wodzie wrzącej	
			400°		300°		400°					
			poczem powolnie studzony w piecu									
H	130		111		115,5		120		115,5		120,0	
U: — 15	11,1 n. z	10,9	11,1 n. z	11,3	10,5 n. z	10,7	9,9 z	10,5	9,9 z	8,9	9,5 z	8,6
	10,7 „		11,5 „		11,0 „		11,0 n. z		8,4 „		7,8 „	
0	12,4 „	11,5	13,4 „	13,3	13,0 „	13,6	11,4 „	11,4	12,1 n. z	12,1	11,9 n. z	12,1
	10,7 „		13,3 „		14,2 „		11,3 „		12,2 „		12,2 „	
+ 18	12,6 „	12,6	13,3 „	14,2	14,4 „	13,5	13,1 „	13,0	14,7 „	14,9	10,3 „	12,2
	(10,4) z		15,0 „		12,6 „		12,9 „		15,1 „		14,1 „	
+ 100	13,6 n. z	13,3	15,1 „	15,1	15,2 „	15,0	12,3 „	12,3	11,4 „	10,9	12,5 „	12,5
	12,9 „		(12,5) „		14,9 „		12,3 „		10,4 „		(11,1) „	
+ 150	11,3 „	12,5	15,4 „	14,5	15,0 „	13,6	12,2 „	12,4	9,6 r	10,3	10,6 „	10,6 (?)
	13,7 „		13,5 „		11,9 „		12,6 „		10,9 n. z		10,7 „	
+ 200	12,7 „	11,5	12,1 „	12,0	12,3 „	12,6	12,0 „	11,9	10,5 „	10,8	14,4 „	13,3
	10,3 „		11,8 „		12,9 „		11,8 „		11,1 „		12,2 „	

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie wrzącej (+ 100°)				Hartowany od t-ry 920° w oleju rzepakowym							
							odpuszczony w ciągu 30 min. przy 700°					
	i nie odpuszczony		odpuszczony w ciągu 30 min. przy 700° ponownie hartow. we wrzącej wodzie i w ciągu 300 min. powtórnie odpuszcz. przy 400° i pow. ochł. wraz z piecem		i nie odpuszczony		i powolnie ochłodzony w piecu		i szybko ochłodzony w oleju (+ 18°)		i szybko ochłodzony w oleju, poczem powtórnie odpuszcz. w ciągu 30 min. przy 400° i powolnie ochłodz. w piecu	
H	130,5		111,0		130,5		115,5		130,5		115,5	
U: — 15	9,0 z	9,5	(7,2) z	9,1	9,7 z	10,1	11,0 n. z	12,4	7,3 z	8,1	11,4 n. z.	11,8
	10,0 n. z		9,1 „		10,6 n. z		13,8 „		8,9 „		12,2 „	
0	10,5 „	11,0	9,2 „	10,4	13,1 „	11,1	14,0 „	?	8,7 „	8,6	(10,2) „	12,5
	11,5 „		10,4 n. z		9,2 z		(7,0) „		8,4 „		12,5 „	
+ 18	12,1 „	11,1	10,9 „	12,5	12,6 n. z	11,5	13,0 „	12,9	11,1 n. z	11,0	14,6 „	14,6
	10,1 „		14,1 „		10,4 „		12,9 „		10,8 „		(11,6) „	
+ 100	12,1 „	11,5	15,5 „	12,6	12,2 „	12,3	10,2 „	?	12,9 „	12,3	11,5 „	15,0
	10,9 „		13,7 „		12,3 „		10,0 „		11,7 „		18,5 „	
+ 150	9,6 z	9,7	12,3 „	12,2	10,1 „	9,9	12,1 „	12,1	12,2 „	11,0	15,2 „	13,9
	9,7 n. z		12,0 „		9,6 z		(10,8) „		10,8 „		12,5 „	
+ 200	9,2 z	9,7	16,5 „	15,9	8,9 „	8,9	11,2 „	11,4	10,2 „	10,4	11,6 „	11,2
	9,4 „		15,3 „		8,9 „		11,5 „		10,6 „		10,7 „	

TABLICA 6.

Porównanie wyników ulepszania blach Nr. 5, 8 i 9.

		Q	R	A	C	U
Blacha N 5 w stanie	surowym	23,8	36,5	28,8	65,2	8,3
	wyżarzonym	22,9	33,4	32,5	65,4	6,9
	ulepszonym	26,8	37,4	31,9	72,5	14,6
„ N 8 „	surowym	25,7	38,7	29,0	62,0	7,3
	wyżarzonym	24,6	38,0	36,0	64,0	8,1
	ulepszonym	27,0	39,2	33,0	70,0	17,9
„ N 9 „	surowym	22,4	35,7	27,0	61,0	11,4
	wyżarzonym	21,6	33,4	32,0	66,0	9,7
	ulepszonym	28,4	38,8	32,0	66,0	11,1

dzo drobnoziarnistej budowie „α“ żelaza*). Twardość troostytu, a względnie i sorbitu jest mniejszą; są to składniki przejściowe od hartowanej budowy martenzytycznej o największej twardości i wytrzymałości a stosunkowo najmniejszej z możliwych dla danego materjału ciągliwości i odporności na uderzenie do budowy wyżarzonej t.j. perlit-ferrytycznej, która posiada najmniejszą z możliwych dla danego materjału twardość i wytrzymałość, a największą ciągliwość i odporność na uderzenie.

Powstaje teraz zagadnienie, jakim operacjom termicznym należy poddać dany materjał, aby z jednej strony podnieść nieco jego wytrzymałość, a z drugiej aby ciągliwość i odporność na uderzenie pozostawały nie mniejsze niż w materjale wyżarzonym. Rozwiązanie tego zagadnienia znajdujemy w wynikach otrzymanych przy pomocy „ulepszania“.

Proces ulepszania należy do metod tak zwanej obróbki termicznej i składa się z dwóch względnie z trzech odrębnych procesów wykonywanych kolejno jeden po drugim na jednym i tym samym przedmiocie, a mianowicie: 1) Nagrzewanie próbki do temperatury hartowania tj. praktycznie do temperatury mniej więcej o 30° wyższej od temperatury przemiany allotropowej „α“ ⟶ „γ“ i ogrzewanie w tej temperaturze przez pewien czas w celu ujednorodnienia roztworu stałego dzięki odbywającej się w tym czasie dyfuzji (wyżarzanie), a następnie hartowanie w letniej wodzie, albo lepiej w oliwie. 2) Odpuszczanie. Temperatura odpuszczania może być nieco wyższą lub nieco niższą w każdym jednak wypadku niższą od temperatury A_1. Dla żelaza kotłowego o zawartości węgla około 0,10% ustaliliśmy temperaturę A_1—725°, a z tego powodu temperatura odpuszczania musi być około 700 — 650°. W tych warunkach odpuszczania uprzednio zahartowany materjał otrzymuje maksymum A, C i U, a zarazem zachowuje nieco zwiększone R i H. Czas trwania odpuszczania może wynosić około 30 min., licząc od chwili gdy temperatura pieca dojdzie do temperatury odpuszczania, a to w celu pewniejszego udzielenia próbce żądanej temperatury; następnie odbywa się ochładzanie materjału do temperatur pokojowych.

Zachodzi pytanie, jakiem powinno być to ochładzanie? Powolne ochładzanie odpuszczanych próbek pozostawia w metalu kruchość wyżarzania, szybkie ochładzanie wywołuje powstanie w metalu naprężeń wewnętrznych. W celu uniknięcia obu niepożądanych zjawisk opracowaliśmy kombinowany sposób ochładzania: szybkie ochładzanie próbek od temperatury odpuszczania (650 — 700°) w letniej lub nieco ciepłej wodzie i powtórne słabe odpuszczanie przy temperaturze 400° (20—30 min.) z następnem powolnem ochładzaniem od tej temperatury aż do temperatur pokojowych (w piecu). W ten sposób przechodząc zapomocą szybkiego ochładzania zakres temperatur rekrystalizacji (700—400°) unikamy „kruchości wyżarzania“ (patrz § 19), a powtórne lekkie odpuszczenie przy 400° wyrównuje powstałe podczas szybkiego ochładzania miejscowe wewnętrzne naprężenia. Tego rodzaju kombinowany sposób ulepszania zwiększa nieco granicę sprężystości, wytrzymałość, a wydłużenie — mało różni się od wydłużenia w materjale wyżarzonym, przewężenie wzrasta nieco powyżej tego, jakie otrzymujemy w materjale wyżarzonym. Złom ulepszonego w ten sposób materjału jest bardzo drobnoziarnisty (porcelanowy), a co najważniejsze, kruchość jest najmniejszą ze wszystkich możliwych dla danego materjału o danym składzie chemicznym. Zakres kruchości przesuwa się przy tem do najniższych temperatur. Mikrostruktura ulepszonej blachy Nr. 9 przedstawiona na mikrofotografji rys. 46*), (pow. 60), a mikrofotografja rys. 42*) (pow. 60) przedstawia miejsce w ulepszonej blasze Nr. 5, pełne żużli. Wyniki różnych sposobów ulepszania mówią same za siebie, jak, to wynika z tablicy 5, w której umieszczono wyniki licznych badań kruchości ulepszonego materjału blachy kotłowej Nr. 5, którą hartowano od temperatury 920° w 1) wodzie + 18°, 2) w wodzie + 100° i w 3) oleju rzepakowym + 10°, następnie odpuszczano przez 30 minut przy temperaturach 700°, 650°, 600°, 550°, 500°, i 400°, a szybkość ochładzania po odpuszczeniu zmieniano w różny sposób, jak to zaznaczono w tablicy w celu ustalenia warunków optimum odporności ulepszonego materjału na uderzenia.

Dla ułatwienia czytelnikowi decyzji połączyliśmy główne wyniki z tablic 1, 2 i 5 w jedną dodatkową 7, a na podstawie tablic 4 i 6 ułożono tablicę 8. Z dwóch tych ostatnich tablic (tablic 7 i 8) wynika. że skutki kombinowanego ulepszania są następujące: 1) Podnosi się (wprawdzie stosunkowo nieznacznie!) granica plastyczności (a wraz z nią wszystkie właściwości sprężyste) i wytrzymałość, 2) wydłużenie pozostaje na poziomie wartości dla materjału wyżarzonego, przewężanie zwiększa się nieco. 3) znacznie zwiększa się od-

*) Szczegóły patrz mój artykuł: Samoulepszanie podczas starzenia — Przegląd Górniczo-Hutniczy 1926, str. 44 i 51.

*) Por. osobną planszę

TABLICA 7.

Porównanie wyników ulepszania blachy № 5.

	Stan surowy	Stan wyżarzony w ciągu 2 godz. przy 920° z następującem powolnem chłodzeniem razem z piecem	Stan ulepszony. Hartowanie od 920° w wodzie (+18°); następnie odpuszczanie $^1/_2$ godz. przy: 650° i następnie powolne chłodzenie razem z piecem	700° i następnie szybkie chłodzenie w wodzie (+18°)	650° i następnie szybkie chłodzenie w wodzie (+18°)	700° i następnie szybkie chłodzenie w powietrzu	650° i następnie szybkie chłodzenie w powietrzu	700° i następnie szybkie chłodzenie w wodzie (+18) poczem powtórne odpuszczenie przy 400° i powolne ochładzanie razem z piecem	700° ... 300° i powolne ochładzanie razem z piecem	650° ... 400° i powolne ochładzanie razem z piecem	Stan ulepszony Hart. w oleju odpuszcz. $^1/_2$ g. przy 700° i następnie powolne ochłodzenie razem z piecem	700° i następn. szybkie ochł. w oleju i powtórn. odp. 400° i pow. o łł.
U:												
—15	2,3	2,5	11,0	11,2	10,3	10,5	10,9	11,3	10,7	10,5	12,4	11,8
0	5,7	4,3	12,3	13,0	12,4	12,7	11,5	13,3	13,6	11,4	?	12,5
+18	8,3	6,9	12,4	13,3	12,6	13,6	12,6	14,2	13,5	13,0	12,9	14,6
+100	11,9	12,2	12,7	13,5	12,6	15,5	13,3	15,1	15,0	12,3	?	15,0
+150	12,0	12,0	13,6	13,8	11,9	13,6	12,5	14,5	13,6	12,4	11,5	13,9
+200	10,4	10,4	12,3	15,3	11,2	13,2	11,5	12,0	12,6	11,9	11,4	11,2
H	115,4	103,5	111	130,5	126	126	130	111	115,5	120,0	115,5	115,5
Q	23,8	22,9	30,6	30,5	30,5	25,3	28,6	25.9	22,6	26,9	27,7	26,8
R	36,5	33,4	38,9	42,3	43,6	36,8	39,3	38,8	37,5	39,1	37,5	37,3
A	28,8	32,5	27,1	17,4?	22,5	25,0	28,6	20,8	23,3	26,7	29,0	31,9
C	65,2	65,4	72,5	69	70,4	68,5	72,6	70,5	71,3	71,7	72,5	72,5

TABLICA 8

Wpływ ulepszania na odporność materjału blach kotłowych w t-ach od — 15 do + 200° C.

Zwiększenie w %

T-ra \ Blacha	№ 1	№ 6	№ 5	№ 9	№ 8	№ 7	Prawdopodobne średnie ulepszanie
— 15	+ 15	+ 294	+ 391	+ 500	+ 725	+ 840	+ 550
0	+ 10	+ 34	+ 135	+ 50	+ 224	+ 750	+ 240
+ 18	+ 40	+ 26	+ 71	—	+ 145	+ 50	+ 60
+ 100	+ 50	+ 10	+ 27	+ 8	+ 33	+ 23	+ 20
+ 150	+ 51	+ 42	+ 21	—	+ 16	+ 26	+ 21
+ 200	+ 52	+ 38	+ 15	+ 10	+ 17	+ 31	+ 22

porność na uderzenie w temperaturach zwyczajnych, a cały kruchy zakres przesuwa się na lewo w stronę niskich temperatur.

Nie jest ustalone w jakim okresie zjawiają się pęknięcia w materjale kotła parowego, czy w czasie jego pracy, tj. kiedy materjał kotła parowego przebywa w wyższych temperaturach, czy w czasie jego oziębiania (względnie ogrzewania), lub nawet w czasie przebywania kotła w spokoju w zwykłych temperaturach, pod wpływem np. nagłych uderzeń. Teoretycznie należy spodziewać się, że raczej w ostatnich dwóch wypadkach, tj. w czasie przebywania materjału blach kotłowych w zakresie kruchości w niskich temperaturach. A wtedy staje się niewątpliwą korzyść ulepszania materjału blach kotłowych zapomocą obróbki termicznej ze względu na uodpornienie go przeciw pęknięciom, ze względu na przedłużenie jego życia i podniesienie stopnia bezpieczeństwa.

BIBLJOGRAFJA

(Opracowana przez Księgarnię Techniczną w Warszawie, Fredry 2)

G. A. BURRELL. The Recovery of Gasoline from Natural Gas. NY — dol. 7.
R. H. Mc KEE. Shale Oil. NY — dol. 4.50
E. R. LILLEY. The Oil Industry. Production, Transportation, Re urces, Refining, Marketing. London. — 31s. 6 d.
A. NECHUTA. App ation de l'electricité dans l'industrie du petrole. Bucarest.
REDWOOD'S. Petroleum. 5 th Ed. London. — 63 s.
R. REDWOOD and A. EASTLAKE. The Petroleum Technologists Pocket Book — 15 s.
J. REY. Les proprietés physiques des vapeurs de petrole et les lois de leur ecoulement. Paris. — 30 fcs.
L. STEINER. Tiefbohrwesen, Förderverfahren und Elektrotechnik in der Erdolindustrie. Berlin. — 27 M.
G: W. STOCKING. Oil Industry and the Competitive System. A Study in Waste. NY. — dol. 3.50